

PENGARUH TEMPERATUR DAN IRADIASI TERHADAP INTERDIFUSI PARTIKEL BAHAN BAKAR JENIS U-7Mo/Al

Maman Kartaman A, Aslina Br. Ginting, Supardjo, Boybul

Pusat Teknologi Bahan Bakar Nuklir-BATAN

Kawasan Puspiptek, Serpong, Tangerang Selatan, 15314

e-mail: makar@batan.go.id

(Naskah diterima : 16-12-2015, Naskah direvisi: 06-01-2016, Naskah disetujui: 19-01-2016)

ABSTRAK

PENGARUH TEMPERATUR DAN IRADIASI TERHADAP INTERDIFUSI PARTIKEL BAHAN BAKAR JENIS U-7Mo/Al. Paduan U-7Mo/Al memiliki potensi besar sebagai bahan bakar reaktor riset, tetapi bahan bakar ini memiliki beberapa kekurangan antara lain dapat membentuk *interaction layer* pada antarmuka pada saat proses fabrikasi maupun iradiasi di reaktor melalui mekanisme difusi. Penelitian ini dilakukan untuk mengetahui terjadinya *interaction layer* yang disebabkan oleh interdifusi atau *diffusion couple* paduan U-7Mo dengan pelat AlMg2 yang dipanaskan pada temperatur 500 °C dan 550 °C selama 24 jam dalam tungku *arc furnace* dan tungku DTA pada temperatur 30 °C hingga 1400 °C. Hasil pengamatan mikrostruktur menggunakan *Scanning Electron Microscope* (SEM) pada sampel *diffusion couple* hasil pemanasan pada temperatur 500 °C belum terlihat adanya *interaction layer* atau pembentukan fasa baru antara partikel U-Mo dan matriks Al. Sementara itu, pemanasan pada temperatur 550 °C telah terjadi interdifusi paduan U-7Mo dengan pelat AlMg2 menghasilkan senyawa (U,Mo)Al_x pada antarmuka atau *interface*. Hal ini didukung oleh hasil analisis DTA menunjukkan bahwa paduan U-7Mo/Al pada 500 °C mempunyai kompatibilitas panas yang baik, tetapi diatas temperatur 550 °C telah terjadi perubahan fasa $\alpha + \delta$ menjadi $\alpha + \gamma$. Pemanasan hingga 679,14 °C terjadi fasa metastabil U(Al,Mo)_x dan selanjutnya mengalami proses interdifusi dengan leburan uranium membentuk *interaction layer* berupa aglomerat senyawa UAl_x (UAl₄, UAl₃ dan UAl₂). Aglomerat yang terbentuk dari proses pemanasan secara *diffusion couple* maupun dalam tungku DTA dibandingkan dengan aglomerat yang terbentuk akibat proses iradiasi. Bahan bakar paduan U-7Mo/Al yang diradiasi dengan *burn up* 58% mengalami interdifusi antara U-7Mo dengan matriks Al menghasilkan fasa metastabil U(Al,Mo)_x yang berubah menjadi *layer* (U,Mo)Al₇, presipitat UMo₂Al₂₀, (UMo)Al₃-Al dan membentuk *boundary* atau aglomerat UAl_x (UAl₄, UAl₃ dan UAl₂). Data ini didukung oleh analisis kekerasan mikro menggunakan *Hardness Vickers* dilakukan terhadap kelongsong AlMg dan paduan U-7Mo (sebelum dan sesudah pemanasan) serta sampel *diffusion couple* U-7Mo/Al dengan pelat AlMg2 hasil pemanasan pada temperatur 550 °C. Hasil analisis kekerasan mikro yang diperoleh berturut-turut adalah 64,62 dan 340,45 HV (sebelum pemanasan) dan 52,34; 303,16 dan 497,34 HV (setelah pemanasan). Dari ketiga sampel uji diperoleh kekerasan paling besar pada zona antarmuka sampel *diffusion couple* U-7Mo/Al dengan pelat AlMg2, bila dibandingkan dengan kelongsong AlMg2 dan juga paduan U-7Mo. Perbedaan kekerasan ini menunjukkan bahwa pada pengujian interdifusi menggunakan metode *diffusion couple* menghasilkan senyawa baru (U,Mo)Al_x pada zona antarmuka yang memiliki karakter berbeda. Terbentuknya *interaction layer* tidak diharapkan dalam bahan bakar dispersi U-Mo/Al karena *layer* senyawa (U,Mo)Al_x memiliki kekerasan mikro dan densitas lebih rendah dari pada densitas rata-rata paduan bahan bakar U-7Mo/Al.

Kata kunci: U-7Mo/Al, *diffusion couple*, *interaction layer*, mikrostruktur, DTA dan kekerasan mikro.

ABSTRACT

TEMPERATURE AND IRRADIATION EFFECTS TO INTERDIFFUSION OF FUEL MATERIAL

U-7Mo/Al TYPE. U-7Mo/Al alloy had great potential as research reactor fuel, but it had several disadvantages, such as, it can formed a interaction layer at the interface during the process of fabrication and irradiation in a reactor. The research objective was determine the interaction layer that was caused by interdiffusion or diffusion couple of U-7Mo with AlMg2 alloy which was annealed at 500 °C and 550 °C for 24 hours. The observation of microstructure used a Scanning Electron Microscope (SEM) on diffusion couple sample which was heated at temperature of 500 °C had not seen the layer interaction or the formation of a new phase between particles of U-Mo and Al matrix, but heating treatment at 550 °C indicated that U-7Mo alloy had been interdiffusion with AlMg2 plate produced (U,Mo) Al_x compound on the interfaces. It was evidenced by interdiffusion reaction analysis used DTA that showed that U-7Mo / Al alloy at 500 °C had good heat compactibility, but at temperatures upper than 550 °C it had been phase changed from $\alpha + \delta$ to $\alpha + \gamma$ phase. The heating in DTA furnace up to 679.14 °C produced U(Al,Mo)_x meta stable phase and then interdiffusion process with uranium molten formed layer interaction that formed UAl_x compound agglomerates (UAl₄, UAl₃ and UAl₂). Agglomerates was formed from the heating process which was similar to agglomerates that caused by irradiation. U-7Mo / Al Fuel alloy that had 58% burn up had been interdiffusion between U-7Mo with Al matrix produced U(Al,Mo)_x metastable phase that turned into (U, Mo) Al₇ layer, UMo₂Al₂₀ precipitates, (UMo)Al₃-Al and formed a boundary or UAl_x (UAl₄, UAl₃ and UAl₂) agglomerates. The results of microstructure analysis used SEM and interdiffusion reactions used DTA was supported by the analysis of micro hardness used Vickers Hardness. The results of hardness analysis that was done to AlMg cladding and U-7Mo alloy (before and after heating) and diffusion couple of U-7Mo / Al samples with AlMg2 plate after heating at 550 °C were respectively 64.62 and 340.45 HV (before heating) and 52.34; 303.16 and 497.34 HV (after heating). Diffusion couple U-7Mo/Al with AlMg2 plate samples had the highest hardness value. This hardness difference showed that the interdiffusion test used diffusion couple produced a new compound (U, Mo) Al_x in interface zone that had different character, but the formation of interaction layer is not expected in the fuel U-Mo / Al dispersion because micro hardness and density of (U, Mo) Al_x compound's layer was lower than the average density of U-7Mo/ Al alloy.

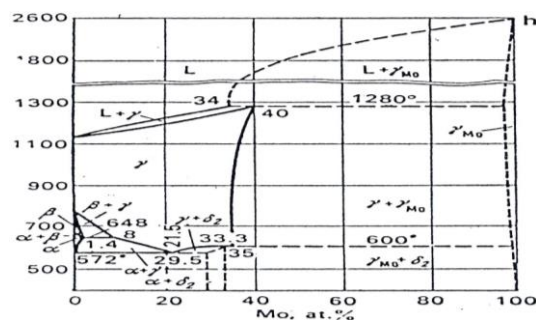
Keywords: U-7Mo/Al, diffusion couple, interaction layer, microstructure, DTA and micro hardness.

PENDAHULUAN

Reaktor Serba Guna G.A. Siwabessy (RSG-GAS) yang berada di Serpong merupakan reaktor riset jenis *Material Testing Reactor* (MTR) yang berfungsi antara lain untuk memproduksi radiofarmaka untuk kebutuhan rumah sakit dan pengujian material. Berdasarkan desain awal, reaktor ini dioperasikan menggunakan bahan bakar dispersi U_3O_8 -Al dengan pengayaan (*low enrichment*) uranium 19,75% ^{235}U . Keberhasilan penelitian dan pengembangan bahan bakar U_3Si_2 /Al di BATAN, maka sejak tahun 2001 semua bahan bakar diteras reaktor RSG-GAS telah berhasil digantikan oleh bahan bakar U_3Si_2 /Al dengan pengayaan dan densitas uranium yang sama seperti bahan bakar U_3O_8 -Al. Bahan bakar dispersi U_3Si_2 /Al dibuat dengan cara memadukan uranium dengan unsur silikon menjadi senyawa U_3Si_2 dan didispersikan ke dalam serbuk matriks aluminium (Al). Bahan bakar U_3Si_2 /Al ini memiliki stabilitas yang tinggi selama digunakan sebagai bahan bakar di dalam reaktor, akan tetapi memiliki beberapa kekurangan yaitu densitas uranium yang dapat dicapai maksimum hanya sekitar 4,8 gU/cm³ yang menyebabkan umur pakai lebih pendek, dan olah ulang bahan bakar U_3Si_2 /Al sangat sulit, sehingga menjadi masalah dalam proses penyimpanan. Mengingat hal tersebut, para peneliti berupaya untuk mencari paduan uranium dengan logam lain yang memiliki densitas uranium tinggi, sehingga umur ekonomi bahan bakar di dalam teras reaktor dan siklus penggunaan bahan bakar menjadi lebih lama. Penelitian dan pengembangan bahan bakar reaktor riset berbasis U-Mo dengan pengayaan uranium $^{235}U < 20\%$ merupakan program internasional dalam memenuhi densitas uranium antara 8 – 9 gU/cm³[1].

Paduan U-Mo merupakan sistem biner dengan diagram fasa seperti yang ditunjukkan pada Gambar 1[2]. Paduan

U-Mo bersifat ulet dan memiliki struktur kristal bcc fasa γ , tampang lintang serapan neutron Mo rendah, tahan terhadap korosi dan berat jenis $\pm 16,4$ g/cm³ serta nilai berat jenis tergantung % Mo. Berat jenis tersebut lebih tinggi dari berat jenis paduan U_3Si_2 sebesar 12,20 g/cm³ yang telah digunakan sebagai bahan bakar dispersi dengan tingkat muat uranium 4,80 gU/cm³. Paduan U-Mo dapat digunakan sebagai bahan bakar dengan tingkat muat uranium hingga 9 g/cm³ dan proses olah ulang mudah dilakukan[2]. Selain itu Mo memiliki tampang lintang serapan neutron relatif rendah dan paduan U-7Mo/Al mempunyai daerah fasa gamma (γ) relatif besar dan dapat dipertahankan selama proses fabrikasi bahan bakar dan iradiasi, memiliki kompatibilitas termal baik dengan matriks Al sehingga paduan U-Mo cocok untuk digunakan sebagai bahan bakar reaktor riset sekaligus sebagai pengganti bahan bakar U_3O_8 /Al dan U_3Si_2 /Al.



Gambar 1. Diagram Fasa Paduan U-Mo[2]

Peneliti sebelumnya telah berhasil membuat pelat elemen bakar (PEB) U-7Mo/Al dengan berukuran mini[2]. Berdasarkan informasi perkembangan ilmiah saat ini paduan U-Mo dengan kandungan Mo antara 7~10% berat, memiliki prospek yang sangat baik untuk digunakan sebagai bahan bakar nuklir dispersi dengan pengayaan uranium rendah karena mempunyai densitas sekitar 18,6 g/cm³ bila dibanding dengan densitas bahan bakar U_3Si_2 hanya sekitar 12,2 g/cm³, sehingga paduan U-Mo tersebut dengan mudah dapat dibuat menjadi elemen bakar nuklir dengan tingkat muat uranium lebih besar dari 8-9 gU/cm³.

Keunggulan yang dimiliki oleh paduan U-Mo tersebut membuat paduan U-Mo merupakan salah satu kandidat bahan bakar reaktor riset yang sedang *trend* di dunia untuk dipelajari dan dilakukan penelitian dan pengembangan teknologi fabrikasinya maupun penggunaannya sebagai bahan bakar di dalam reaktor^[2].

Proses pembuatan paduan U-7Mo/Al dilakukan dengan menggunakan teknik peleburan tungku busur listrik (*arc furnace*). Kadar uranium digunakan sebagai dasar untuk perhitungan penyiapan komposisi paduan. Sebelum paduan U-Mo dibuat, permukaan logam U dibersihkan dengan asam nitrat beberapa saat hingga unsur logam pengotor yang menempel di permukaan terlepas kemudian dinetralkan dan dibilas menggunakan air bebas mineral. Logam U dibilas dengan alkohol dan dikeringkan dalam udara terbuka. Pembuatan porsi paduan U-7Mo/Al dilakukan dengan penimbangan logam-logam berdasarkan kepada perhitungan persen berat unsur logam pepadu dan matriks Al dalam komposisi paduan.

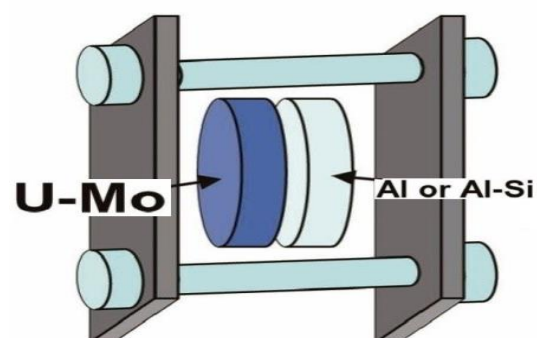
Paduan U-7Mo/Al dengan fasa γ -U memiliki kestabilan dan unjuk kerja yang baik selama iradiasi, akan tetapi terbentuk reaksi difusi pada antarmuka U-7Mo dengan matriks Al selama proses fabrikasi maupun dalam proses iradiasi di reaktor. Dalam proses fabrikasi pembuatan bahan bakar U-7Mo, serbuk U-Mo didispersikan dengan matriks Al, dimana matriks Al berfungsi sebagai penghantar panas dalam bahan bakar serta berfungsi untuk mengisi kekosongan porositas yang terdistribusi didalam bahan bakar U-7Mo^[2]. Distribusi matriks Al yang merata di dalam bahan bakar U-Mo menyebabkan tidak terjadinya pengelambungan bahan bakar sewaktu digunakan di dalam reaktor. Begitu pentingnya kegunaan matriks Al di dalam bahan bakar U-7Mo maka perlu dipahami dan diketahui fenomena yang terjadi akibat

interdifusi matriks Al ke dalam partikel U-Mo, karena fenomena tersebut dapat menyebabkan perubahan karakter bahan bakar U-7Mo/Al.

Pada kegiatan ini akan dipelajari pengaruh iradiasi dan temperatur terhadap interdifusi partikel bahan bakar U-7Mo/Al dengan tujuan untuk mengetahui perubahan unjuk kerja atau karakteristik bahan bakar dari U-7Mo/Al yang disebabkan oleh pemanasan maupun iradiasi di reaktor. Sifat atau karakteristik dari bahan bakar paduan U-7Mo/Al yang akan dipelajari pada penelitian ini adalah kompatibilitas panas paduan U-7Mo/Al, interaksi U-7Mo dengan matriks Al serta terjadinya perubahan fasa atau pembentukan fasa baru yang disebabkan oleh pemanasan maupun iradiasi.

METODOLOGI

Paduan U-7Mo/Al dan bahan kelongsong AlMg2 dipotong masing-masing dengan ukuran 5 x 5 x 2 mm. Kedua bahan tersebut dikenakan proses metalografi meliputi pengamplasan dari ukuran grit 500 hingga grit 2400, selanjutnya dilakukan pemolesan dengan pasta intan dari ukuran 3 sampai 1 mikron. Sampel paduan U-7Mo/Al dan kelongsong AlMg2 yang telah dipoles, kemudian diklem atau dikontakkan permukaannya satu sama lain dengan tingkat kekencangan tertentu^[3]. Metode percobaan seperti ini disebut dengan *diffusion couple* atau klem seperti yang ditunjukkan pada Gambar 2.



Gambar 2. Skema alat *diffusion couple*^[3]

Hasil proses *diffusion couple* paduan U-7Mo/Al dengan pelat AlMg2 dipanaskan dalam tungku *arc furnace* pada temperatur 500 °C dan 550 °C selama 24 jam. Sampel hasil pemanasan kemudian dianalisis mikrostruktur yang terjadi yaitu terjadinya interdifusi U-7Mo/Al dengan AlMg2 menggunakan SEM (*Scanning Electron Microscope*) dan kekerasan mikro menggunakan *Hardness Vickers* dengan beban 200 gF. Selain mikrostruktur dan kekerasan mikro, pada penelitian ini juga dilakukan analisis pengaruh temperatur terhadap kompatibilitas panas dari paduan U-7Mo/Al, interaksi U-7Mo dengan matriks Al dan perubahan fasa atau pembentukan fasa baru yang dianalisis menggunakan *Differential Thermal Analysis* (DTA). Paduan U-7Mo/Al ditimbang dengan berat 185 mg, kemudian dimasukkan ke dalam krusibel alumina dan diletakkan di dalam *chamber DTA rod* untuk divakumkan hingga tekanan 10^{-1} bar. Setelah tercapai kondisi vakum, *chamber DTA rod* dialiri gas argon dengan tekanan 2,5 bar. Analisis perubahan fasa paduan U-7Mo/Al dilakukan mulai dari temperatur 30 °C hingga 1400 °C dengan kecepatan pemanasan 10 °C/menit (setiap sampel dilakukan 2 kali pengulangan pengukuran). Hasil analisis berupa termo-gram DTA kemudian dievaluasi untuk mengetahui kompatibilitas panas dari paduan U-Mo/Al, interaksi, U-Mo dengan matriks Al dan perubahan fasa. Untuk membuktikan adanya interaksi U-7Mo dengan matriks Al dan perubahan fasa atau terjadinya pembentukan fasa baru, paduan U-Mo/Al hasil pemanasan dalam tungku DTA dilakukan juga analisis mikrostruktur dengan menggunakan SEM untuk selanjutnya dibandingkan dengan hasil pemanasan dengan tungku *arc furnace*.

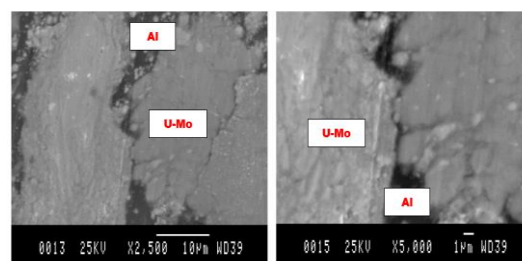
Dalam usaha untuk mengetahui pengaruh iradiasi terhadap proses interdifusi paduan U-7Mo dengan matriks Al, maka dilakukan metode kajian dari beberapa pustaka. Proses interdifusi paduan U-7Mo dengan matriks Al maupun kelongsong

AlMg2 hasil pemanasan dalam tungku *arc furnace* maupun DTA dibandingkan dengan hasil interdifusi yang disebabkan oleh iradiasi di reaktor.

HASIL DAN PEMBAHASAN

a. Analisis mikrostruktur

Mikrostruktur dari sampel *diffusion couple* U-7Mo/Al dengan pelat AlMg2 hasil pemanasan pada temperatur 500 °C selama 24 jam dan dianalisis menggunakan SEM dengan pembesaran 2500 dan 5000 kali ditunjukkan pada Gambar 3.

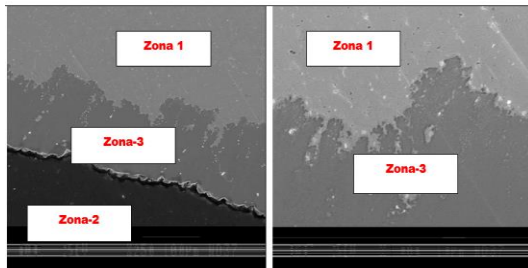


Gambar 3. Mikrostruktur paduan U-7Mo/Al hasil pemanasan pada 500 °C selama 24 jam

Gambar 3 menunjukkan bahwa mikrostruktur yang berwarna lebih terang adalah paduan U-7Mo, sedangkan daerah yang lebih gelap (abu-abu gelap) adalah matriks Al. Mikrostruktur paduan U-7Mo dengan perbesaran 2500 dan 5000 kali terlihat adanya retakan pada paduan U-7Mo. Hal ini disebabkan oleh proses pengerolan pada saat fabrikasi, tetapi pada daerah antarmuka tidak terlihat adanya fasa baru atau *interaction layer* antara partikel U-Mo dan matriks Al. Hal ini disebabkan oleh beberapa faktor diantaranya adalah intensitas kontak serta luas permukaan kontak yang kurang maksimal antara paduan U-Mo dengan matriks Al serta temperatur pemanasan 500 °C belum cukup energi dalam (*laten heat*) yang dibutuhkan untuk terjadinya proses interdifusi. Hal ini dibuktikan dengan analisis kompatibilitas panas paduan U-7Mo/Al menggunakan DTA yang menunjukkan bahwa paduan U-7Mo/Al pada temperatur 500 °C tidak

terjadi perubahan *base line* aliran panas pada termogram DTA.

Mikrostruktur dari sampel *diffusion couple* U-7Mo/Al dengan pelat AlMg2 hasil pemanasan pada temperatur 550 °C selama 24 jam yang dianalisis menggunakan SEM ditunjukkan pada Gambar 4.

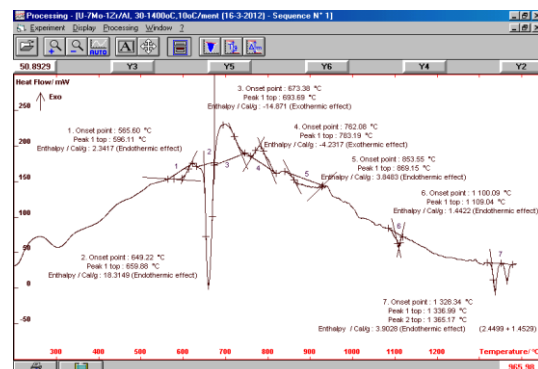


Gambar 4. Mikrostruktur *interaction layer* paduan U-7Mo dengan pelat AlMg2

Gambar 4 menunjukkan bahwa mikrostruktur yang dihasilkan terdiri dari tiga bagian atau zona. Pada zona-1 diperoleh struktur dengan warna abu-abu terang adalah paduan U-7Mo, zona-2 berwarna gelap diduga adalah bahan AlMg2, sedangkan pada antarmuka menghasilkan struktur dengan warna lebih gelap dibanding U-7Mo dan lebih terang dibanding logam AlMg2 yang terjadi pada zona-3. Struktur baru pada antarmuka yaitu *interaction layer* merupakan lapisan hasil interdifusi antara paduan U-7Mo dengan pelat AlMg2. *Layer* yang dihasilkan pada zona antarmuka diduga adalah senyawa $(U,Mo)Al_x$ dengan ketebalan relatif bervariasi antara 93,6 hingga 133,0 mikron atau dengan rata-rata sekitar 115,4 mikron. Senyawa $(U,Mo)Al_x$ yang terbentuk harus dibuktikan lebih lanjut dengan pengujian *Energy Dispersive Analysis* (EDS) dan *X-Ray Difraktometer* (XRD). Analisis interdifusi dari bahan bakar U-Mo/Al dengan metode *diffusion couple* dapat digunakan untuk mengetahui sejauh mana kestabilan bahan bakar akibat pemanasan maupun iradiasi. Terbentuknya *interaction layer* tidak diharapkan dalam bahan bakar dispersi U-Mo/Al karena *layer* senyawa $(U,Mo)Al_x$ memiliki densitas lebih rendah daripada densitas rata-rata paduan

U-7Mo/Al, sehingga pertumbuhan *layer* dapat menyebabkan *swelling* inti elemen bahan bakar yang cukup signifikan^[4].

Hasil interdifusi menggunakan *diffusion couple* dibandingkan dengan hasil interdifusi menggunakan DTA. Hasil analisis interdifusi dengan DTA pada temperatur 30 °C sampai 1400 °C^[5] menunjukkan bahwa paduan U-7Mo mempunyai kompa-tibilitas panas yang baik dengan matriks Al hingga temperatur pemanasan 500 °C seperti yang ditunjukkan pada Gambar 5.

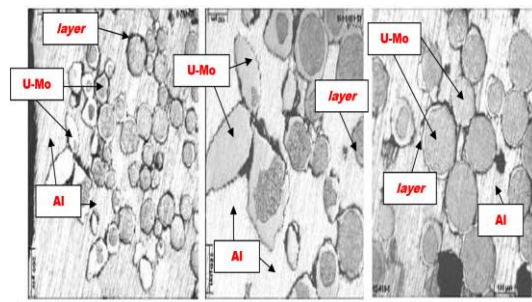


Gambar 5. Termogram DTA kompatibilitas matriks Al dengan U-7Mo^[6,7]

Pada temperatur 580,16 °C paduan U-7Mo telah mengalami perubahan fasa dari fasa $\alpha + \delta$ menjadi fasa $\alpha + \gamma$ ^[6,7]. Perubahan fasa ini ditunjukkan dengan adanya perubahan *base line* aliran panas dari pengukuran pada temperatur 580,16 °C seperti yang terlihat pada puncak-1 Gambar 5. Perubahan fasa yang terjadi pada temperatur 580,16 °C tidak menyebabkan interaksi matriks Al dengan bahan bakar U-7Mo. Hal ini dibuktikan dengan hasil penelitian sebelumnya yaitu analisis termal serbuk Al 99,99% dan Mo^[6,7]. Pada penelitian sebelumnya telah diketahui bahwa aliran panas (*heat flow*) untuk serbuk Al 99,99% mulai berubah pada temperatur 660,52 °C, sedangkan aliran panas bahan bakar Mo telah berubah pada temperatur 578,63 °C. Gambar 5 puncak-2 menunjukkan bahwa pada temperatur 630,37 °C hingga 661,28 °C paduan U-7Mo mengalami reaksi peleburan matriks Al, fenomena peleburan matriks Al ini

diindikasikan dengan terjadinya reaksi endotermik pada *onset* temperatur 630,37 °C dan berakhir pada *top* temperatur 661,28 °C. Reaksi tersebut menunjukkan matriks Al di dalam U-7Mo mulai melebur pada temperatur 630,37 °C dan berakhir melebur pada temperatur 661,28 °C dengan membutuhkan panas (entalpi) sebesar $\Delta H = 132,85 \text{ J/g}$. Reaksi peleburan matriks Al pada Gambar 5 puncak-2 sama dengan fenomena reaksi peleburan serbuk Al^[6,7].

Pemanasan paduan U-7Mo/Al pada temperatur 630,37 °C hingga 679,14 °C, telah terjadinya interdifusi U-7Mo dengan lelehan matriks Al yang menyebabkan pembentukan fasa baru. Hal ini dibuktikan dengan hasil analisis mikrostruktur paduan U-7Mo/Al menggunakan SEM seperti yang terlihat pada Gambar 6.



Gambar 6. Mikrostruktur U-7Mo/Al pada pemanasan 630 °C^[8]

Gambar 6 menunjukkan bahwa proses pemanasan pada temperatur 630 °C selama 4 jam telah terjadi pembentukan fasa metastabil $U(Al,Mo)_x$ dan menyebabkan terjadinya *interaction layer* antara partikel paduan U-7Mo dengan lelehan matriks Al pada temperatur 679,14 °C. Hasil identifikasi fasa menggunakan difraksi sinar-X (XRD) menunjukkan hasil bahwa telah terjadi pembentukan fasa baru *layer* $(U,Mo)Al_7$, presipitat UMo_2Al_{20} dan $(UMo)Al_3-Al$ *boundary*^[8]. Pembentukan fasa ini terjadi disebabkan oleh beberapa faktor diantaranya adalah intensitas kontak atau luas permukaan kontak antara lelehan matriks Al yang besar, sehingga lelehan matriks Al berdifusi dan membungkus partikel U-7Mo membentuk *boundary* atau

aglomerat^[8,9]. Aglomerat yang terbentuk adalah senyawa UAl_x (UAl_4 , UAl_3 dan UAl_2) dan senyawa U-Mo seperti yang ditunjukkan pada Gambar 6.

Pemanasan lebih lanjut terhadap paduan U-7Mo hingga temperatur 719,20 °C ditunjukkan pada Gambar 5 puncak-3, terlihat jelas bahwa hasil leburan matriks Al secara langsung bereaksi dengan bahan bakar U-Mo membentuk senyawa $U(Al,Mo)_x$ ^[10]. Reaksi pembentukan senyawa $U(Al,Mo)_x$ ditunjukkan dengan terjadinya reaksi eksotermik secara cepat setelah terjadi reaksi peleburan matriks Al. Reaksi eksotermik pada puncak-3 terjadi berdekatan dengan puncak endotermik peleburan matriks Al yang terjadi pada puncak-2. Hal ini disebabkan karena difusi lelehan matriks Al ke dalam bahan bakar UMo secara cepat. Selain itu, juga disebabkan karena lelehan matriks Al mempunyai kontak antarmuka dengan gaya gerak yang lebih besar sehingga ikatan intermetalik lelehan Al dengan UMo terjadi secara simultan dengan reaksi peleburan matriks Al^[6,7]. Pembentukan senyawa $U(Al,Mo)_x$ pada reaksi eksotermik tersebut menunjukkan bahwa pemanasan hingga temperatur 719,20 °C terbentuk dua senyawa UAl_x dan UMo dalam kondisi metastabil^[6,7]. Gambar 5, pada puncak-6 menunjukkan bahwa pada temperatur 1100,09 °C hingga 1109,04 °C terlihat jelas adanya reaksi endotermik yang menunjukkan terjadinya proses peleburan logam uranium. Senyawa metastabil $U(Al,Mo)_x$ yang terbentuk sebelumnya pada puncak 5 secara langsung bereaksi dengan leburan uranium membentuk senyawa $U(Al,Mo)_x$ yang stabil. Pemanasan lebih lanjut hingga temperatur 1328,34 °C sampai dengan 1365,17 °C terjadi reaksi endotermik yang menunjukkan terjadinya reaksi peruraian atau reaksi dekomposisi $U(Al,Mo)_x$ menjadi senyawa UAl_x (UAl_4 , UAl_3 dan UAl_2) dan senyawa U-Mo seperti yang terlihat pada puncak-7 pada Gambar 5^[10,11]. Besarnya pembentukan senyawa tersebut harus dilakukan identifikasi lebih lanjut

dengan menggunakan *X-Ray difraktometer* (XRD).

Reaksi interdifusi pada bahan bakar U-7Mo/Al yang disebabkan pemanasan terjadi dengan tahapan reaksi sebagai berikut:^[6,7,10,11,12]

$\text{U-7Mo} + \text{Al (padat)} \rightarrow \text{U-7Mo} + \text{Al (padat)}$
(perubahan fasa pada, 550 °C)

$\text{U-7Mo} + \text{Al (padat)} \rightarrow \text{U-7Mo} + \text{Al (liq)}$
(peleburan matriks Al, 630,37 °C)

$\text{U-7Mo} + \text{Al (liq)} \rightarrow \text{UMo} + \text{U(Al,Mo)}_x$
(terbentuk fasa metastabil, 679,14 °C)

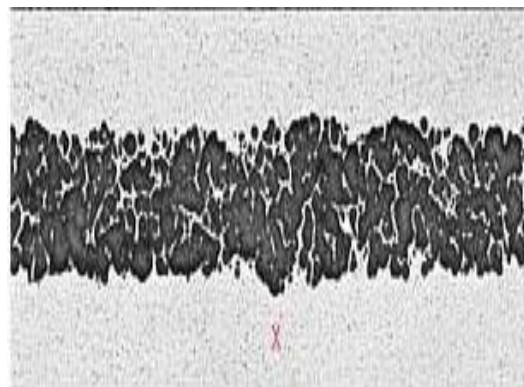
$\text{U-7Mo} + \text{U(Al,Mo)}_x \rightarrow \text{UAl}_x + \text{U-Mo}_x$
(peleburan uranium pada 1109,04 °C)

Dari reaksi interdifusi paduan U-7Mo dengan matriks Al menunjukkan bahwa pemanasan hingga 500 °C, paduan bahan bakar U-7Mo/Al mempunyai kompatibilitas panas yang baik^[6,7] dan dibuktikan dengan analisis mikrostruktur paduan U-Mo/Al pada temperatur pemanasan 500 °C dengan waktu pemanasan selama 20 jam menggunakan SEM seperti yang ditunjukkan pada Gambar 3, diketahui bahwa belum terjadi interdifusi antara U-7Mo dengan matriks Al.

Proses interdifusi paduan U-7Mo dengan matriks Al yang disebabkan oleh pemanasan hampir sama dengan proses interdifusi paduan U-7Mo dengan matriks Al yang disebabkan oleh iradiasi di reaktor. Analisis interdifusi paduan U-7Mo/Al yang disebabkan oleh radiasi belum dapat dilakukan di Instalasi Radiometalurgi PTBBN, karena bahan bakar pelat mini paduan U-7Mo/Al yang telah difabrikasi belum dilakukan proses iradiasi di reaktor. Analisis interdifusi paduan U-7Mo dengan matriks Al akibat proses iradiasi dipelajari berdasarkan kajian dari hasil peneliti sebelumnya^[14,15].

Penampilan pelat elemen bakar (PEB) tipe U-7Mo/Al sebelum di radiasi ditunjukkan pada Gambar 7. Bahan bakar PEB U-7Mo/Al selama berada di dalam reaktor, dapat digunakan sebagai bahan bakar hingga *burn up* tertentu. RSG-GAS

biasanya dioperasikan hingga *burn up* 56% (persyaratan dari BAPETEN dan IAEA) dan mengalami beberapa jenis pembebanan diantaranya adalah *flux* neutron dan temperatur. *Fluk* neutron yang diterima bahan bakar sebesar 131,1W/cm³ dan temperatur yang diterima pada bagian inti bahan bakar dan antarmuka inti elemen bakar dengan kelongsong lebih dari 170 °C. Peningkatan distribusi temperatur di dalam bahan bakar rata-rata sebesar 120 °C menjadi 170 °C, hal ini menyebabkan terjadinya *hot spot* pada posisi tertentu di dalam bahan bakar^[13].



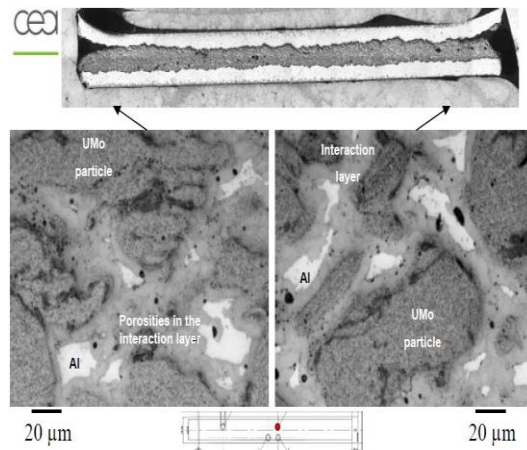
Gambar 7. Mikrostruktur PEB U-7Mo/Al sebelum diradiasi^[11]

Peningkatan distribusi temperatur disebabkan oleh radiasi yang berkorelasi dengan lamanya bahan bakar di dalam reaktor dengan *burn up* tertentu sehingga kandungan hasil fisi dan unsur bermassa berat (*heavy element*, HE) dalam bahan bakar meningkat. Fenomena ini terjadi karena adanya reaksi fisi ²³⁵U dengan neutron di dalam teras reaktor dengan *burn up* tertentu sesuai dengan persyaratan pengoperasian reaktor.

Bahan bakar paduan U-7Mo/Al pasca iradiasi dianalisis mikrostruktur, khususnya interdifusi U-7Mo dengan matriks Al. Perubahan mikrostruktur bahan bakar paduan U-7Mo/Al setelah mengalami iradiasi dengan *burn up* 58% ditunjukkan pada Gambar 8^[14,15].

Gambar 8 menunjukkan bahwa bahan bakar U-7Mo/Al yang telah diiradiasi di reaktor dengan *burn up* 58% mengalami

interdifusi antara U-7Mo dengan matriks Al. Interdifusi antara U-7Mo dengan matriks Al yang disebabkan oleh iradiasi menghasilkan fasa yang sama dengan proses pemanasan yaitu fasa metastabil $U(Al,Mo)_3$ yang berubah menjadi *layer* $(U,Mo)Al_7$, presipitat UMo_2Al_{20} , $(UMo)Al_3-Al$, $U(Al,0,9Mo)Al_4$ dan membentuk *boundary* atau aglomerat senyawa UAl_x (UAl_4 , UAl_3 dan UAl_2)^[10,14,15,16].



Gambar 8. Struktur mikro bahan bakar U-7Mo/Al dengan *burn up* 58%^[14,15]

b. Analisis kekerasan mikro

Pengujian kekerasan mikro dilakukan terhadap paduan U-7Mo, pelat AlMg2 segar (tanpa pemanasan) dan terhadap sampel paduan U-7Mo, pelat AlMg2 serta sampel *diffusion couple* paduan U-7Mo/Al dengan pelat AlMg2 hasil pemanasan pada temperatur 550 °C selama 24 jam. Hasil analisis kekerasan mikro sampel sebelum dan setelah pemanasan menggunakan metode kekerasan mikro Vickers ditunjukkan pada Tabel 1. Besar kekerasan mikro sampel kelongsong AlMg2 dan paduan ingot U-7Mo tanpa pemanasan diperoleh masing-masing sebesar 64,62 dan 340,45 HV, sedangkan kekerasan mikro dari sampel kelongsong AlMg2 dan paduan ingot U-7Mo, serta sampel *diffusion couple* U-7Mo/Al dengan pelat AlMg2 setelah pemanasan pada temperatur 550 °C selama 24 jam menghasilkan senyawa $U(Al,Mo)_x$ diperoleh berturut-turut adalah 52,34; 303,16 dan 497,34 HV^[17,18]. Dari ketiga

sampel uji diperoleh nilai kekerasan paling besar pada zona antarmuka atau senyawa $U(Al,Mo)_x$ bila dibandingkan dengan kelongsong AlMg2 dan juga paduan U-7Mo. Perbedaan kekerasan ini menunjukkan bahwa pada pengujian interdifusi menggunakan metode *diffusion couple* menghasilkan senyawa baru $(U,Mo)Al_x$ pada zona antarmuka yang memiliki karakter berbeda termasuk sifat kekerasannya.

Tabel 1. Kekerasan *diffusion couple* U-7Mo dan AlMg setelah pemanasan 550 °C

Sampel	Kekerasan mikro tanpa pemanasan (HV)	Kekerasan mikro dengan pemanasan (HV)
Kelongsong AlMg2	64,62	52,34
Paduan U-7Mo	340,45	303,16
Senyawa $(U,Mo)Al_x$	–	497,34
Senyawa $(U,Mo)Al_3$	–	617 ^[17,18]
Senyawa $U(Al,0,9Mo)Al_4$	–	653 ^[17,18]

Tabel 1 menunjukkan bahwa kelongsong AlMg2 mempunyai kekerasan menurun setelah mengalami pemanasan dari 64,62 HV menjadi 52,34 HV, demikian halnya dengan paduan ingot U-7Mo kekerasannya menurun dari 340,45 HV menjadi 303,16 HV setelah mengalami pemanasan. Hal ini disebabkan oleh perubahan ukuran butir menjadi lebih halus (penghalusan butir), sedangkan kekerasan senyawa $(U,Mo)Al_x$ pada zona antarmuka diperoleh sebesar 497,34 HV. Kekerasan senyawa $(U,Mo)Al_x$ diperoleh lebih besar bila dibandingkan dengan kekerasan kelongsong AlMg2 dan paduan U-7Mo. Pada temperatur pemanasan sebesar 550 °C terjadi reaksi interdifusi logam padu Mo dan matriks Al membentuk *layer* $(U,Mo)Al_x$ serta terjadi mekanisme larut padat (*solid solution*) antara uranium, Mo dan matriks Al^[16], dimana senyawa $U(Al,Mo)_x$ mempunyai kekerasan yang lebih besar dari paduan

kelongsong AlMg2 dan paduan U-7Mo seperti yang dituangkan pada Tabel 1. Besar kekerasan *layer* (U,Mo)Al_x yang diperoleh dibandingkan dengan hasil penelitian sebelumnya, dimana *layer* (U,Mo)Al₃ mempunyai kekerasan mikro sebesar 617HV dan U(Al_{0,9}Mo)Al₄ sebesar 653 HV^[17,18].

SIMPULAN

Analisis mikrostruktur yang didukung oleh analisis DTA diketahui bahwa paduan U-7Mo/Al mempunyai kompatibilitas panas yang baik hingga temperatur 500 °C. Proses pemanasan pada temperatur 580,16 °C telah terjadi interdifusi partikel U-7Mo dengan matriks Al menyebabkan terjadi perubahan fasa $\alpha + \delta$ menjadi $\alpha + \gamma$ yang disertai dengan pembentukan fasa metastabil U(Al,Mo)_x pada temperatur 630,37 °C hingga 679,14 °C. Peleburan uranium terjadi pada temperatur 1109,04 °C yang diakhiri dengan reaksi dekomposisi U(Al,Mo)_x menjadi senyawa UAl_x (UAl₄, UAl₃ dan UAl₂) dan senyawa U-Mo pada temperatur 1328,34 °C hingga 1365,17 °C. Hasil analisis mikrostruktur menggunakan SEM terjadi senyawa UAl_x (UAl₄, UAl₃ dan UAl₂) menunjukkan terbentuknya *interaction layer*. Hal ini sama dengan yang terjadi pada bahan bakar U-7Mo/Al yang diiradiasi dengan *burn up* 58%, terjadi interdifusi antara paduan U-7Mo dengan matriks Al menghasilkan fasa metastabil U(Al,Mo)_x yang berubah menjadi *layer* (U,Mo)Al₇, presipitat UMo₂Al₂₀, (UMo)Al₃-Al dan membentuk *boundary* atau aglomerat senyawa UAl_x (UAl₄, UAl₃ dan UAl₂). Proses interdifusi menyebabkan terbentuknya *interaction layer* dan fenomena ini tidak diharapkan dalam bahan bakar dispersi U-Mo/Al karena *layer* senyawa (U,Mo)Al_x memiliki kekerasan mikro lebih besar dan densitas lebih rendah dari pada densitas rata-rata U-7Mo/Al. Analisis kekerasan mikro menunjukkan bahwa senyawa U(Al,Mo)_x pada zona antarmuka mempunyai kekerasan mikro paling besar bila

dibandingkan U-7Mo dan juga kelongsong AlMg2 yaitu masing-masing sebesar 497,34; 303,16 dan 52,34 HV.

DAFTAR PUSTAKA

- [1] Suwardi, (2012), *Performance Prediction Of High Density Nuclear fuel Plate Containing U-7%Mo/Al*. Jurnal Ilmiah Daur Bahan Bakar Nuklir "URANIA". Vo.18 No.3, Oktober 2012, hal 163-171. ISSN No. 0852-4777. Akreditasi No. 395/AU2/P2MI-LIPI/04/2012.
- [2] Supardjo, Boybul, Agoeng Kadarjono, Aslina Br. Ginting, (2011), Pembuatan Pelat Elemen Bakar Mini UMo-Al Dengan Densitas Uranium 6 Dan 7gU/cm³, Jurnal Teknologi Bahan Nuklir, Vol. 7 No. 2, hal 107-122. ISSN No. 1907-2635. Akreditasi No. 261/AU1/P2MI-LIPI/05/2010.
- [3] E. Perez, Y.H. Sohn, D.D.Keiser, (2009), *U-Mo/Al Alloys Diffusion Couples Fuel/Cladding Interaction*, International Meeting on Reduced Enrichment for Research and Test Reactor, RERTR 2009-31st, Kempinski Hotel Beijing Lufthansa Center Beijing, China, November 1-5, 2009.
- [4] Supardjo, Kadarjono Agoeng, Ariadi Wisnu, (2010), Analisis Struktur Dan Komposisi Fase Paduan U-7%Mo-x%Zr (x=1, 2, 3% berat) Hasil Proses Peleburan, Jurnal Teknologi Bahan Nuklir, Vol.6 No. 2, hal 71-134. . ISSN No. 1907-2635. Akreditasi No. 261/AU1/P2MI-LIPI/05/2010.
- [5] Aslina Br.Ginting, Maman Kartaman, Supardjo (2015), Interaksi Bahan Bakar U₃Si₂-Al Dengan Kelongsong AlMg2 Pada Elemen Bakar Silisida TMU 2,96 gU/cm³, Jurnal Ilmiah Daur Bahan Bakar Nuklir "URANIA", Februari, Vol. 21 No.1, hal 9-18. ISSN No. 0852-4777. Akreditasi No. 595/AU3/P2MI-LIPI/03/2015.

- [6] Aslina Br.Ginting, Supardjo, Agoeng Kadarjono, Dian Anggraini (2011), Pengaruh Kandungan Molibdenum Terhadap Perubahan Fasa dan Kapasitas Panas Ingot Paduan U-Mo", Jurnal ilmiah Daur Bahan Bakar Nuklir "URANIA", Juni, Vol. 17 No.2, hal 76-86. ISSN No. 0852-4777. Akreditasi No. 395/AU2/P2MI-LIPI/04/2012.
- [7] Aslina Br.Ginting, Supardjo, (2012), Komparasi Analisis Reaksi Termokimia Matrik Al Dengan Bahan Bakar U-Mo/Al Dan U_3Si_2/Al Menggunakan *Differential Thermal Analysis*, Jurnal Ilmiah Daur Bahan Bakar Nuklir "URANIA", Juni, Vol. 18 No.1, hal 12-20. ISSN No. 0852-4777. Akreditasi No 395/AU2/P2MI-LIPI/04/2012.
- [8] Leenaers, A. et.al, (2004), *Post-Irradiation Examination on Uranium-7wt% Molybdenum Atomized Dispersion Fuel*, Journal of Nuclear Materials 335, page 39-47.
- [9] J. Allenou, O. Tougait, M. Pasturel, X. Iltis, F. Charollais, M.C. Anselmet, P.Lemoine, (2011), *Interdiffusion Behaviors in Doped Molybdenum Uranium and Aluminium or Aluminium Silicoon Dispersion Fuel: Effects of the Microstructure*, Journal of Nuclear Materials.
- [10] Mirandau.M, Arico.S, Rosenbusch.M, Ortiz. M, Balart.S and Gribaudo.L, (2009), *Characterization of the Interaction Layer Grown by Inter-diffusion Between U-7Mo and Al A356 Alloy at 550 and 340 °C*, Journal of Nuclear Materials 384, page 268-273.
- [11] Chang-Kyu Kim et.al, (1999), *An Investigation on γ -U Phase Stability and Thermal Compatibility of Dispersion Fuel Meats Prepared with Atomized U-16at.%Mo, U-14at.%Mo-2at.%Ru and U-14at.%Mo-2at.%Os*, RERTR, AEKI Hungary, October 4.
- [12] Ryu, Ho Jin. Park, Jae Soon. Park, Jong Man and Kim, Chang Kyu, (2011), *The Effect of Si-Rich Layer Coating on U-Mo with Al Interdiffusion*, Journal Nuclear Engineering and Technology, Vol.43 No.2, April 2011.
- [13] P. Hastuti, T. M. Sembiring, Suparjo, Suwardi, (2010). LAK Inseri Elemen Bakar Uji Silisida 3 Pelat Tingkat Muat 4,8 dan 5,8 gU/cm³ di Teras RSG-GAS, PRSG-BATAN.
- [14] Park, Jong Man. et.al. (2007). *Phase Stability of U-Mo-Ti Alloys and Interdiffusion Behaviors of U-Mo-Ti/Al-Si*. International Meeting On Reduced Enrichment for Research and Test Reactors (RERTR). Prague, Czech Republic.
- [15] J.Gun, D.D.Keiser, B.D.Miller,T.R.Allen, D.M.Wacs, (2008), *Radiation Effect on Microstructural Stability of RERTR Fuel*,12th Annual Topical Meeting on Research Reactor Fuel Management, Nuclear Fuels and Materials Division, Idaho National Laboratory, P.O.Box 1265, Idaho Falls 83403 USA, March, 2008.
- [16] D.D.Keiser, A.B.Robinson, D.E.Janney, J.F.Jue, (2008), *Results of Recent Microstructural Characterization of Irradiated U-Mo Dispersion Fuels with Al Alloy Materials That Contain Si*,12th Annual Topical Meeting on Research Reactor Fuel Management, Nuclear Fuels and Materials Division, Idaho National Laboratory, P.O.Box 1265, Idaho Falls 83403 USA, March,2008
- [17] D.E.Burkes, D.M.Wacs, D.D.Keiser, J.F.Jue.Gan, F.J.Rice, R.Prabhakaran, B.Miller, and M.Okuniewski, (2008), *Fresh Fuel Characterization of U-Mo Alloys*, RERTR 2008,30th, International Meeting on Reduced Enrichment for Research and Test Reactor, October 5-9, 2008, Hamilton Crowne Plaza Hotel, Washington, D.C, USA.
- [18] D.D.Keiser, J.F.Jue and D.E.Burkes, (2007), *Characterization and Testing of*

Monolithic RERTR Fuel Plates,
Transaction, 11 th International Topical
Meeting, Center de Congres, Lyon,
France, 11–15 March 2007, Idaho
National Laboratory, P.O.Box 1625, MS
6188, Idaho Falls, ID 83403–6188,
USA.